

(19)世界知的所有権機関
国際事務局(43)国際公開日
2003年12月4日 (04.12.2003)

PCT

(10)国際公開番号
WO 03/099482 A1(51)国際特許分類⁷: B21C 37/08, C22C 38/00, 38/14, 38/58

(TSURU,Eiji) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県 富津市 新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP). 朝日 均 (ASAHI,Hitsoshi) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県 富津市 新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内 Chiba (JP).

(21)国際出願番号: PCT/JP03/06486

(22)国際出願日: 2003年5月23日 (23.05.2003)

(25)国際出願の言語: 日本語

(74)代理人: 青木 篤, 外(AOKI,Atsushi et al.); 〒105-8423 東京都 港区虎ノ門 三丁目 5番 1号 虎ノ門 37 森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(26)国際公開の言語: 日本語

(81)指定国(国内): US.

(30)優先権データ:

特願2002-150870 2002年5月24日 (24.05.2002) JP

特願2002-151008 2002年5月24日 (24.05.2002) JP

特願2002-192531 2002年7月1日 (01.07.2002) JP

(71)出願人(米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都 千代田区 大手町二丁目 6番 3号 Tokyo (JP).

(84)指定国(広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IT, LU, MC, NL, PT, RO, SE, SI, SK, TR).

(72)発明者; および

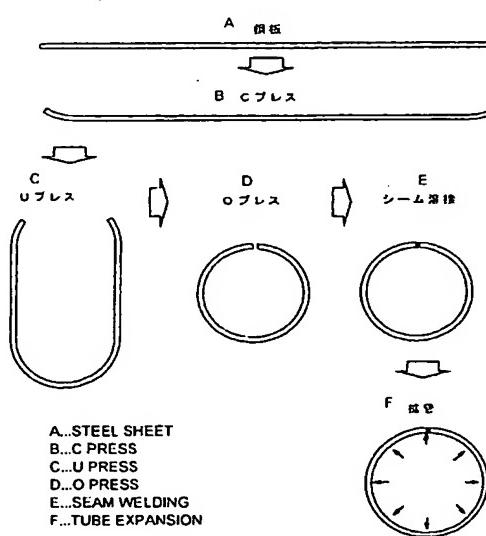
添付公開書類:
— 國際調査報告書

(75)発明者/出願人(米国についてのみ): 津留 英司

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイドスノート」を参照。

(54)Title: UOE STEEL PIPE WITH EXCELLENT CRASH RESISTANCE, AND METHOD OF MANUFACTURING THE UOE STEEL PIPE

(54)発明の名称: 圧潰強度に優れたUOE鋼管とその製造方法



(57)Abstract: A UOE steel pipe with an excellent crash resistance and a method of manufacturing the UOE steel pipe, the UOE steel pipe wherein the ratio of the yield strength thereof against compression to that against tension in circumferential direction is 1.05 or more near the inner surface thereof and 0.9 to 1.0 in an area between the center of the plate thickness to the outer surface thereof, whereby the crash resistance of the UOE steel pipe when an external load is applied thereto can be remarkably improved.

WO 03/099482 A1

[統葉有]



(57) 要約:

本発明は、UOE方式によるラインパイプ用鋼管において、外圧負荷時の圧潰強度を著しく改善できるUOE鋼管とその製造方法を提供するものであって、円周方向の降伏強度の圧縮と引っ張りとの比が、内表面近傍で1.05以上で、板厚中心から外表面で0.9以上1.0以下となる、圧潰強度に優れたUOE鋼管とその製造方法である。

明細書

圧潰強度に優れたUOE鋼管とその製造方法

技術分野

本発明は、UOE製造法で成形した圧潰特性に優れたUOE鋼管とこのUOE鋼管を成形する方法に関する。

背景技術

近年、原油・天然ガスの長距離輸送方法としてラインパイプの重要性が高まっており、なかでも海洋を渡る海底ラインパイプは3000mにおよぶ深度にまで達してきた。一般にパイプラインの設計では、まず鋼管内径が流体輸送量より決定され、続いて肉厚、材質が、内圧負荷時の周方向応力を一定値に押さえるべく亀裂伝播特性、腐食減量を考慮し、決定されている。しかし、深海化に伴って水圧が高まり、従来はあまり重要視されなかった圧潰強度が問題になりつつある。圧潰強度は外径と肉厚の比に相関があり、鋼管の圧潰強度を高めることによって大径化及び薄肉化が可能になる。従って、圧潰強度が鋼管サイズを決定する主な設計因子となりはじめた。

ところで、鋼管の圧潰強度は油井管においては古くから研究されており、統計的にも数多くの実験式が提案してきた。その中で外径／肉厚比、降伏強度、真円度、偏肉度、残留応力がその主な支配因子とされた。これらの研究は材質が均質なシームレス鋼管について主に行われたものであるため、材料の異方性については多くを論じる必要はなかった。

しかし、長距離輸送に使用される幹線ラインパイプでは大径であるため、UOE方式の製造法による鋼管が使用される。UOE方式

による鋼管の製造工程は、図1に示すようにC成形（プレス）、U成形（プレス）、O成形（プレス）、シーム溶接及び拡管する工程からなる。さらに、O成形においては、図2に示すようにO金型によって縮径され、これはO成形のアプセットと呼ばれる。また、拡管は、図3に示すように、金属セグメントで内側から押し拡げることにより真円度を矯正する工程であり、周方向の引張応力が加えられて塑性変形する。これらの曲げ、圧縮及び引張の、いずれの成形も冷間で行われるため、最終製品、すなわち鋼管は、加工硬化とバウシンガー効果の複合により機械的性質に異方性を生じることになる。なお、バウシンガー効果とは材料に塑性歪みを与えた後、それとは逆方向の降伏強度が低下する現象である。従って、周方向に引張方向の塑性歪みを与えたUOE鋼管は、周方向の圧縮降伏強度、すなわち外圧負荷に対する降伏強度がバウシンガー効果によって低下する。

一方、軸方向の荷重負荷に対しては成形時の主歪みに荷重方向が直交するため、軸方向の引張及び圧縮負荷ではその応力挙動に差を感じにくい。また、周方向の荷重負荷が引張応力である場合、すなわち内圧負荷に対しては全厚引張試験から得られる値を基準に強度設計を行えば問題が生じることはない。

しかし、近年では深海用ラインパイプに適用し得るUOE鋼管の需要が高まり、外圧による鋼管の圧潰強度が問題になり始めた。圧潰は外圧により鋼管が潰れる現象であり、座屈の一つであるため、圧縮の降伏強度が圧潰強度を決定することとなる。従って、圧潰強度が要求されるラインパイプにUOE鋼管を適用する際には、バウシンガー効果による周方向の圧縮強度の低下が問題になる。

このような問題に対し、鋼管を拡管後ガスバーナーによって150°C以上に加熱する方法が特開平9-3545号公報に開示されて

いる。しかし、このような加熱を行っても、全てのUOE鋼管の圧潰強度が20%以上向上するわけではなく、加熱によるバウシンガー効果の回復が小さい鋼管も見られた。また、低下した圧縮降伏強度を熱処理によって回復させる方法として特開平9-49025号公報に、また、多くの研究論文に開示され、報告されている。これらの方法では、成形により低下した圧縮降伏強度は成形前の板材レベルにまで回復し、UOE鋼管の圧潰強度はある程度改善される。

しかし、通電加熱や熱処理炉によって鋼管全体を加熱すると、UOE方式による製造工程では鋼管の内表面から肉厚中心部（以下、内表面側）で起こる圧縮歪みによる加工硬化も失われることになる。従って、UOE鋼管全体を均一に熱処理する圧潰強度の改善方法は、極めて有効であるとは言い難い。

発明の開示

本発明はUOE鋼管に、内表面側の冷間加工による加工硬化を残存させ、外表面から肉厚中心部（以下、外表面側）のバウシンガー効果を消滅させる熱処理を施すことで圧潰強度を改善したUOE鋼管を提供することを目的としている。

また、本発明は、熱処理を伴わなくともUOE製造工程を最適化することで圧潰強度を改善したUOE鋼管を提供することを目的とする。

上記課題を解決するために、本発明者は、まずUOE鋼管において圧潰強度の板厚方向による変化を明らかにするために、詳細な検討を行った。その結果、外表面側の圧縮降伏強度は成形前の鋼板よりも低下し、内表面側では上昇していることを見出した。この知見から、外表面が高温で内表面を低温とする熱処理によって、外表面側の圧縮降伏強度を鋼板と同等まで向上させ、かつ、内表面側の圧

縮降伏強度を維持し、軸方向の強度の低下も抑制する熱処理方法について詳細に検討した。その結果、最適な熱処理条件を見出し、圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造に成功した。

更に、本発明者らはUOE鋼管の内表面から肉厚中心部（以下、内表面側）に圧縮塑性歪みを与えることで圧潰強度が向上することに着目し、O成形時のアプセット率と拡管時の拡管率の比を最適化することによって、内表面側に圧縮塑性歪みを与え、圧縮降伏応力の低下を最小限に留めることに成功した。

また、本発明者らは、バウシンガー効果により低下した圧潰強度が加熱によって回復する効果について、鋼管の素材である鋼板の化学成分及び圧延、加速冷却等の製造条件にまで遡り詳細に検討した。その結果、熱延後、300°C以下の低温域まで冷却したNb添加鋼の圧縮強度は、熱延後、空冷した鋼板又は500～600°Cまで水冷して冷却を停止した鋼板よりも高いことがわかった。さらに、UOE工程によって鋼管を製造し、拡管後80～550°Cの範囲に加熱すると、圧潰強度が拡管前と同等以上に回復することがわかった。さらに、この効果はTi添加によって顕著になり、80～150°C未満という低温に加熱しても、バウシンガー効果が回復することがわかった。

本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は次の通りである。

(1) 鋼板を順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管して製造されるUOE鋼管において、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で1.05以上で、板厚中心から外表面で0.9以上1.0以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

(2) 鋼板を順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士を

シーム溶接後、拡管して製造されるUOE鋼管において、UOE鋼管に製管後、該鋼管の外表面の加熱温度 T_1 および外表面の加熱時間 t_1 が下記（1）式を満足し、かつ前記鋼管の内表面の加熱温度 T_2 と内表面の加熱時間 t_2 が下記（2）式を満足するように熱処理を施すことにより、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で1.05以上で、板厚中心から外表面で0.9以上1.0以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

$$T_1 - 503 \geq -37.6 \times I_n t_1 \quad \dots \quad (1) \text{ 式}$$

$$T_2 - 407 \geq -31.3 \times I_n t_2 \quad \dots \quad (2) \text{ 式}$$

ただし、 T_1 ：鋼管外表面の加熱温度（°C）、 t_1 ：鋼管外表面の加熱時間（s）、

T_2 ：鋼管内表面の加熱温度（°C）、 t_2 ：鋼管内表面の加熱時間（s）

（3）鋼板を順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管して製造されるUOE鋼管の製造方法において、前記O成形時のアップセット率 α と拡管時の拡管率 β との比を $\alpha/\beta \geq 0.35$ とし、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で1.05以上で、板厚中心から外表面で0.9以上1.0以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

（4）質量%で、C:0.03~0.15%、Si:0.8%以下、Mn:0.3~2.5%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Nb:0.01~0.3%、Ti:0.005~0.03%、Al:0.1%以下、N:0.001~0.01%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で1.05以上で、板厚中心から外表面で0.9以上1.0以下であることを特徴とする耐圧潰強度に

優れたUOE鋼管。

(5) 前記UOE鋼管が、さらに、質量%で、Ni:1%以下、Mo:0.6%以下、Cr:1%以下、Cu:1%以下、V:0.3%以下、B:0.0003~0.003%、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、Mg:0.006%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする(4)記載の耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

(6) 鋼板を順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管するUOE鋼管の製造方法において、UOE鋼管に製管後、該鋼管の外表面の加熱温度 T_1 および外表面の加熱時間 t_1 が下記(1)式を満足し、かつ前記鋼管の内表面の加熱温度 T_2 と内表面の加熱時間 t_2 が下記(2)式を満足するように熱処理を施すことを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

$$T_1 - 503 \geq -37.6 \times I_n t_1 \quad \dots \quad (1) \text{式}$$

$$T_2 - 407 \geq -31.3 \times I_n t_2 \quad \dots \quad (2) \text{式}$$

ただし、 T_1 :鋼管外表面の加熱温度(°C)、 t_1 :鋼管外表面の加熱時間(s)、

T_2 :鋼管内表面の加熱温度(°C)、 t_2 :鋼管内表面の加熱時間(s)

(7) 上記(6)のUOE鋼管の製造方法において、前記熱処理が誘導加熱で行われることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

(8) 上記(7)のUOE鋼管の製造方法において、前記熱処理中または熱処理後の冷却中に塗覆装を行うことを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

(9) 鋼板を順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士を

シーム溶接後、拡管して製造されるUOE鋼管の製造方法において、前記O成形時のアップセット率 α と拡管率 β との比を $\alpha/\beta \geq 0.35$ であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

(10) 質量%で、C:0.03~0.15%、Si:0.8%以下、Mn:0.3~2.5%、P:0.03%以下、S:0.01%以下、Nb:0.01~0.3%、Ti:0.005~0.03%、Al:0.1%以下、N:0.001~0.01%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼片をオーステナイト域の温度に加熱後、再結晶域の温度で粗圧延を行い、引続き900°C以下の未再結晶温度域で累積圧下率50%以上の仕上げ圧延を行い、Ar₃点以上の温度から5~40°C/sの冷却速度で300°C以下まで冷却して製造した厚鋼板を、そのまま順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管するUOE工程により造管した鋼管の、少なくとも外表面から肉厚中心までの範囲を80~550°Cに加熱することを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

(11) 上記(10)記載のUOE鋼管の製造方法において、前記鋼片が、更に、質量%で、Ni:1%以下、Mo:0.6%以下、Cr:1%以下、Cu:1%以下、V:0.3%以下、B:0.0003~0.003%、Ca:0.01%以下、REM:0.02%以下、Mg:0.006%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

(12) (4)または(5)記載のUOE鋼管において、前記UOE工程により造管した鋼管の圧潰強度a(MPa)と、前記鋼管の外表面から肉厚中心までの範囲を80~550°Cに加熱した後のUOE工程により造管した鋼管の圧潰強度b(MPa)との比が1

・ 10以上であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

(13) (4) または(5)記載のUOE鋼管において、前記熱処理中または熱処理後の冷却中に塗覆装を行ったことを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

図面の簡単な説明

図1は、UOE方式による钢管製造プロセスの模式図。

図2は、O成形の模式図。

図3は、拡管成形の模式図。

図4は、肉厚断面の位置による圧縮降伏強度増減率の変化を示す図。

図5は、高圧潰強度を得るための钢管の外表面における加熱温度と時間の関係を示す図。

図6は、高圧潰強度を得るための钢管の内表面における加熱温度と時間の関係を示す図。

図7は、高圧潰強度を得るための外表面及び内表面温度の組み合わせを示す図。

図8は、钢管の外面と内面における圧縮／引張降伏比の差を示す図。

図9は、UOE钢管の圧縮降伏強度維持率の分布を示す図。

図10は、アプセット率／拡管率比による圧縮降伏強度維持率の変化を示す図。

図11は、钢管の外面と内面における圧縮／引張降伏比の差を示す図。

図12は、钢管の外面と内面における圧縮／引張降伏比の差を示す図。

図13は、溶接部シームギャップの模式図。

図14は、溶接部ピーキングの模式図。

図15は、開先部のオーバーラップ及びバッククリングの模式図。

図16は、O成形金型突起形状の例。

発明を実施するための最良の形態

本発明者らは、先ず、深海用ラインパイプに使用される代表サイズのUOE鋼管、 $\phi 660 \times 25.4\text{ mm}$ 、X-65について周方向の圧縮応力-歪み挙動を全断面について調査した。試験片は直径6mm、長さ15mmの円柱で、外表面より1/4全厚部、内表面より1/4全厚部及び肉厚中心部で周方向を長手として採取した。

図4に、圧縮降伏強度増減率を板厚方向の試験片採取位置に対してプロットした。圧縮降伏強度増減率は、鋼管の圧縮降伏強度より成形前の鋼板の圧縮強度を減じ、それを成形前の鋼板の圧縮強度で除した値の百分率である。これより、外表面側では圧縮降伏強度が成形前の鋼板に対して約20%以上も低下するが、逆に内面側では上昇していることがわかった。

これまでには、UOE成形プロセスでは最終的には拡管時の引張歪に起因するバウシンガー効果によって、圧縮降伏強度の低下が板厚全体で起こるものと考えられていた。しかし、実際には圧縮降伏強度の低下は外表面側に限定され、内表面側では製管時の曲げ加工による圧縮の加工硬化が拡管後も残留し、圧縮降伏強度が上昇していることを見出した。

以上のことから、成形時に低下した外表面側の圧縮降伏強度を回復させ、かつ成形時に上昇した内表面側の圧縮降伏強度を維持する熱処理方法を指向し、検討を行った。

冷間歪みにより変化した鋼の機械的性質は熱処理により回復する

ことがよく知られている。そこでラインパイプとして実績のあるX-65、X-80及びさらに高強度の800MPa以上の強度を有する材料について、引張加工予歪みを与えた後に熱処理を施し、引張予歪みにより低下した圧縮降伏強度が素材の90%にまで回復する加熱温度と加熱時間を調査した。その結果、最適な熱処理条件は、材質や1%以上の予歪みに大きく依存せず、図5の関係にあることがわかった。これを定式化すると180°C以上の温度に対し、式(1)で表される。

$$T_1 - 503 \geq -37 : 6 \times \ln t_1 \dots \quad (1)$$

ここで T_1 : 外表面の加熱温度 (°C)

t_1 : 外表面の加熱時間 (s)

なお、外表面の加熱温度 T_1 は、相変態等の組織変化を生じさせないように、上限を700°C以下とすることが好ましい。上限は生産性を考慮すると6000s以下にすることが好ましい。

さらに同様に圧縮予歪みについて検討し、加工硬化により増加した降伏強度を維持し得る熱処理条件を調査したところ、材質や1%以上の予歪みに大きく依存せず、図6の関係が得られ、式(2)で定式化できた。

$$T_2 - 407 < -31.3 \times \ln t_2 \dots \quad (2)$$

ここで T_2 : 内表面の加熱温度 (°C)

t_2 : 内表面の加熱時間 (s)

なお、内表面の加熱温度 T_2 は低いほど良いが、実際には外表面からの熱伝導によって下限は100°C程度になる。また、内表面の加熱時間 t_2 の下限は規定せず、加熱温度 T_2 に到達後、直ちに冷却しても良い。上限は外表面からの熱伝導に依存するため、規定しない。

すなわち、図7に示すように外表面温度と内表面温度をそれぞれ

別の温度一時間範囲に加熱することによって、加工硬化により上昇した内面側の圧縮降伏強度を維持し、バウシンガー効果により低下した外表面側の圧縮降伏強度を上昇させることに成功した。このとき、図8の本発明-1のデータで示すように、内面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の1.1倍以上を維持し、外面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の90%以上に回復する。図8の測定法等については実施例1で述べる。

バウシンガー効果による外面側の圧縮降伏強度低下率は拡管時の引張歪の大きさ及び肉厚によって変化する造管時の曲げ加工による引張歪みの大きさには依存しない。一方、内面側の圧縮降伏強度の上昇は、Oプレス時の圧縮歪みの大きさ及び肉厚によって変化する加工硬化の度合いに依存する。従って、肉厚が厚くなると外面側の圧縮降伏強度は変化せず、内面側の圧縮降伏強度が大きくなるため、肉厚が25~40mm程度の深海用ラインパイプ鋼管においては、本発明による効果が極めて顕著になる。また、圧潰モードは外径/肉厚比で区別できることが知られており、薄肉材では圧潰強度が圧縮降伏強度に依存しない弾性圧潰を呈し、厚肉になるほど、圧縮降伏強度に依存する遷移圧潰、塑性圧潰、降伏圧潰へと推移する。一般的なラインパイプのサイズは比較的薄肉であるため、弾性圧潰領域にあったが、深海に適用されるサイズでは厚肉になるため、圧縮降伏強度が強く影響し始める。従って、本発明の熱処理による内面側の圧縮降伏強度の維持及び外面側の圧縮強度の回復が効果を發揮する。

また、外表面が高温で内表面が低温という温度勾配のある温度履歴を得るには、誘導加熱によって外表面を加熱する方法が極めて効果的であり、内外面に急激な温度分布を短時間で簡便に付けることができる。温度分布の調整は誘導加熱の浸透深さ、钢管搬送速度を

肉厚との関係で適宜、最適化することで得ることができる。誘導加熱以外にも本発明の温度分布を得る方法に油槽、あるいはソルトバスなど、外表面から熱伝達係数の大きい雰囲気で加熱する、又は、内表面から強制冷却することでも実現できる。

また、熱処理後の潜熱を利用して、コーティングを極めて効率良く行うことができる。海底ラインパイプでは主に耐食性を向上させるために鋼管の外表面にプラスティックコーティングを行う。このようなプラスティック等のコーティングは、密着強度を上げるために $150 \sim 250^{\circ}\text{C}$ 程度の温度で実施する必要がある。

従って、従来のように鋼管全体を高温に加熱して圧潰強度を向上させた場合、特に肉厚が大きい場合には適正温度範囲になるまで長時間の待ち時間を必要とした。本発明では内表面と外表面の温度差が大きいために肉厚方向の熱伝導による外表面温度の低下が速く、短時間でコーティングの適正温度に到達する。これにより時間あたりのコーティング本数が増し、圧潰強度を向上させると同時に製造コスト削減を図ることができる。

コーティング剤の塗覆装を熱処理中に行う際には、内表面温度が本発明で定義する内表面の温度ー時間条件を超える場合もあり得る。しかし、本発明の内表面の温度範囲は、外表面を本発明の温度範囲に保ったとき、伝熱上可能で、かつ内表面側の加工硬化が失われない範囲に規定している。従って、コーティング時の外表面及び内表面の温度ー時間の関係が、伝熱上可能でないという理由で本発明範囲を満たさなくても、熱処理時の温度ー時間の関係が（1）式及び（2）式を満たせば、本発明に含まれる。このときでも、図8に示すように内面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の1.05倍以上を維持し、外面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の90%以上に回復する。

次に、本発明者らはUOE方式で製造した鋼管の断面において、鋼板の外表面から肉厚中心部（以下、外表面側）の周方向の圧縮降伏強度を、周方向における採取位置を変化させて詳細に調査した。試験片は直径6mm、長さ15mmの円柱で、周方向を長手とした。その結果を図9に示すが、横軸は、鋼管のシーム溶接部の軸対称部を0°とする反時計回りの角度であり、シーム溶接部は180°である。縦軸の圧縮降伏強度維持率は、鋼管の圧縮降伏強度を成形前の鋼板の圧縮強度で除した値の百分率である。このように鋼管の外表面側の圧縮降伏強度は、鋼板の圧縮降伏強度の80～90%に低下していることがわかった。そこで図1に示したC成形、U成形、O成形、拡管の各工程での歪み挙動を解析した結果、外表面側では、U成形で最も大きな引張塑性歪みが生じ、O成形のアプセット時には圧縮降伏強度をわずかに超える圧縮応力による圧縮塑性歪みが生じ、拡管時には再び引張降伏強度を超える引張応力による引張塑性歪みが生じることがわかった。

そこでO成形のアプセット時の圧縮塑性歪みと拡管時の引張塑性歪みのバランスを制御することで、外表面側の圧縮降伏応力の低下を抑制し得る可能性に着目した。バウシンガー効果は塑性歪みとは逆方向の降伏強度が低下する現象であることから、アプセット率を大きくして圧縮塑性歪みをより多く加え、拡管率を小さくして引張予歪みを少なくすることにより、外表面側における圧縮降伏応力の低下の抑制を図った。

試験は外径／肉厚が18.7の鋼管をO成形のアプセット率 α と拡管率 β の比を変化させて製造し、溶接部と軸対称部の外表面より1/4全厚部を中心に圧縮試験片を採取して行った。結果を α/β に対する圧縮降伏強度維持率の変化として図10に示す。ここでアプセット率と拡管率はそれぞれ、次の定義による。

これより $\alpha / \beta \geq 0.35$ とすることで圧縮降伏強度維持率が 90 %に達することを明らかにし、 α / β の下限を 0.35 とした。 α / β の上限は、後述する α の上限と β の下限の好ましい範囲及び最適な範囲に依存し、好ましい範囲は 1 以下であり、最適な範囲は 0.6 以下である。 α の下限は図 13 及び図 14 に示したような溶接前のシームギャップの最小化及び溶接部ピーキング低減から 0.3 %以上であることが望ましい。 α の上限については、大きくなるほど圧縮降伏強度の低減を妨げることができるが、○成形時に図 15 に示すような開先部のオーバーラップ又はバックリングが発生し易くなるため、外径／肉厚との関係にもよるが、0.5 %以下にすることが好ましい。なお、開先部のオーバーラップ及びバックリングを防止するには図 16 に示すような○成形の金型内面のシーム溶接部に相当する部位に軸中心に向けて拡がるテーパーを有した突起形状を設けることが有効である。図 11 に鋼管の外面と内面における圧縮／引張降伏比の差を示した。このように、図 11 の本発明-2 のデータで示すように、 α / β を 0.35 以上 0.6 以下で製造した鋼管については、内面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の 1.1 倍以上を維持し、外面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の 90 %以上となる。なお、図 11 の測定法等については実施例 2 で述べる。

本発明者らは、バウシンガー効果によって低下した鋼の降伏強度が熱処理によって回復するという現象に関して、加熱温度と鋼の化学成分及び組織との関係を詳細に調べた。まず、種々の成分を含有する鋼を実験室で熱延条件を変化させて製造し、これらの鋼板から引張試験片を加工して 4 %の引張歪みを付与した。次に、50 ~ 700 °C で 10 分間加熱し、引張まま及び加熱後の引張試験片から圧縮試験片を採取して圧縮試験を実施した。これらの試験片の圧縮試験での 0.2 %耐力と引張り歪付与前の材料の圧縮試験での 0.2

%耐力の比（以下、圧縮強度比）を判断基準とした。

その結果、熱延後、300°C以下の低温域まで冷却したNb添加鋼の圧縮強度比は、熱延後空冷した鋼及び熱延後500～600°Cまで水冷して冷却を停止した鋼に比べて高く、さらに80～550°Cでの熱処理によって圧縮強度比が1.0を超えることがわかった。さらに、Nb-Ti添加鋼は、80～150°C未満に加熱すると効果が得られることが明らかになった。

これに対して、500～600°Cで冷却を停止したNb-Ti無添加鋼では、80～150°C未満に加熱しても圧縮強度比は全く変化しなかった。さらに、150°C以上の温度に加熱しても、500～600°Cで冷却を停止したNb-Ti無添加鋼のバウシンガー効果の回復は、300°C以下で冷却を停止したNb-Ti添加鋼よりも効果が小さいことがわかった。

この300°C以下で巻取った鋼のミクロ組織を調査した結果、上部ベイナイトなどの低温変態生成相を含む組織を有していることが明らかになった。このような低温変態生成相が、バウシンガー効果による圧縮降伏強度の低下を抑制すると考えられる。さらに、拡管後の圧縮降伏応力が、100°C程度に加熱することにより、拡管前の圧縮降伏強度と同等以上に上昇する理由は、バウシンガー効果を引き起こす転位周りの応力場が容易に変化することと、C等の固溶状態で存在している元素が転位に固着するためと推定している。

さらに、詳細に析出物の解析を行った結果、Ti添加鋼には微細なTiNが析出していることがわかった。この微細なTiNによって、スラブ再加熱時及びHAZのオーステナイト粒の粗大化が抑制され、母材及びHAZのミクロ組織が微細化したと考えられる。このような均質で微細なミクロ組織が得られた結果、粒内での応力の不均一が軽減されて残留応力が均一に分布し易くなり、Nb添加と

の相乗効果によって、バウシンガー効果により低下した圧潰強度が低温の熱処理によって容易に向上することを見出した。

このようにして製造した鋼板をUOE工程で鋼管とし、バウシンガー効果による圧縮降伏強度の低下について、鋼管の外表面側から内表面側までの肉厚方向において詳細に調査した。その結果、外表面側は筒状に成形する工程と拡管の工程での周方向の引張歪みを受けており、バウシンガー効果のために圧縮降伏強度が低下しているが、内面側はUO工程での曲げ加工による圧縮の加工硬化が拡管後も残留し、圧縮降伏強度が低下しないことがわかった。

さらに、鋼管の外表面側から内表面側までの肉厚方向の表層部、肉厚中心部及び $1/4$ 肉厚部で、バウシンガー効果による圧縮降伏強度の低下に対する加熱の効果について検討を行った。その結果、内表面側を加熱する効果は小さいが、外表面側を加熱することによって圧潰強度が向上することがわかった。この加熱は、80～550°Cの範囲が効果的であり、また80～250°Cの範囲でも効果が大きく、80～150°C未満の低温でも効果が認められた。

ここで、この鋼管については図12の本発明-3のデータで示すように、80～550°Cの加熱で、内面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の1.05倍以上を維持し、外面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の90%以上となる。特にこの鋼管については120～250°Cの加熱で、内面の圧縮降伏強度は引張降伏強度の1.1倍以上を維持する。図12の測定法等については実施例3で述べる。

次に、成分元素の限定理由を述べる。

C量は0.03～0.15%に限定する。炭素は鋼の強度向上に極めて有効であり、目標とする強度を得るために、最低0.03%は必要である。しかし、C量が0.15%よりも多いと母材、HAZの低温靭性や現地溶接性の著しい劣化を招くので、その上限を

0.15%とした。一樣伸びはC量が多い方が高くなり、低温靭性や溶接性はC量が少ない方が良好であり、要求特性の水準によりバランスを考える必要がある。

Siは脱酸や強度向上のために添加する元素であるが、0.8%よりも多く添加するとHAZ靭性及び現地溶接性が著しく劣化するので、Si量の上限を0.8%とした。なお、鋼の脱酸はAl及びTiでも可能であり、Siは必ずしも添加する必要はないが、通常、0.1%程度を含有する。

Mnは本発明鋼の母相のミクロ組織をベイナイト主体の組織とし、優れた強度と低温靭性のバランスを確保する上で不可欠な元素であり、その下限は0.3%である。しかし、Mn量が2.5%よりも多いと、フェライトを分散して生成させることが困難になるので上限を2.5%とした。

また、本発明鋼では、必須の元素としてNb:0.01~0.3%、Ti:0.005~0.03%を含有する。

Nbは制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制して組織を微細化するだけでなく、焼入れ性増大にも寄与し、鋼を強靭化する。この効果は、Nb量が0.01%未満では小さいため下限とする。しかし、Nb添加量が0.3%よりも多いと、HAZ靭性や現地溶接性に悪影響をもたらすので、その上限を0.3%とした。

Ti添加は微細なTiNを形成して、母材及びHAZのミクロ組織を微細化し、バウシンガー効果によって低下した圧潰強度が、80~550°C、とりわけ80~150°C未満に加熱することによって向上する効果を促進する。また、母材及びHAZの低温靭性を改善する。この効果はNbとの複合添加により極めて顕著になる。この目的のために、Ti量は3.4N(各々質量%)以上添加することが好ましい。また、Al量が少ない時(たとえば0.005%以

下)、Tiは酸化物を形成し、HAZにおいて粒内フェライト生成核として作用し、HAZ組織を微細化する効果も有する。このような効果を発現させるためには、最低0.005%のTi添加が必要である。しかし、Ti量が0.03%よりも多いと、TiNの粗大化やTiCによる析出硬化が生じ、低温靭性を劣化させるので、その上限を0.03%に限定した。

Alは通常脱酸材として鋼に含まれる元素で、組織の微細化にも効果を有する。しかし、Al量が0.1%を越えるとAl系非金属介在物が増加して鋼の清浄度を害するので、上限を0.1%とした。また、脱酸はTi及びSiでも可能であり、Alは必ずしも添加する必要はないが、現状の技術では0.001%程度を含有する。

NはTiNを形成し、スラブ再加熱時及びHAZのオーステナイト粒の粗大化を抑制して、母材及びHAZの低温靭性を向上させる。このために必要な最小量は0.001%である。しかし、N量が0.01%よりも多すぎるとTiNが増えすぎ、表面疵、靭性劣化等の弊害が生じるので、その上限は0.01%に抑える必要がある。

さらに、本発明では、不純物元素であるP及びS量をそれぞれ0.03%及び0.01%以下とする。この主たる理由は母材及びHAZの低温靭性をより一層向上させるためである。P量の低減は連続铸造スラブの中心偏析を軽減するとともに、粒界破壊を防止して低温靭性を向上させる。また、S量の低減は熱間圧延で延伸化するMnSを低減して延靭性を向上させる効果がある。両者共、少ない程望ましいが、特性とコストのバランスで決定する必要があり、通常、P及びSは、それぞれ0.001%以上及び0.0001%以上を含有する。

次に、選択元素であるNi、Mo、Cr、Cu、V、Ca、RE

M及びMgを添加する目的について説明する。基本となる成分に、更にこれらの元素を添加する主たる目的は、本発明鋼の優れた特徴を損なうことなく、強度・韌性の一層の向上や製造可能な鋼材サイズの拡大を図るためにある。

Niを添加する目的は、低炭素の本発明鋼を低温韌性や現地溶接性を劣化させることなく向上させるためであり、0.1%以上添加することが好ましい。Niの添加はMn、Cr及びMoの添加と比較して、圧延組織中、特に連続铸造鋼片の中心偏析帯中に低温韌性に有害な硬化組織を形成することが少ない。しかし、Ni量が1%よりも多すぎると、経済性だけでなく、HAZ韌性や現地溶接性を劣化させるので、その上限を1%とした。また、Niの添加は連続铸造時及び熱間圧延時におけるCu割れの防止にも有効である。この場合、NiはCu量の1/3以上添加する必要がある。

Moを添加する理由は、鋼の焼入れ性を向上させて高強度を得るためにあり、0.1%以上を添加することが好ましい。また、MoはNbと共存して制御圧延時にオーステナイトの再結晶を抑制し、オーステナイト組織の微細化にも効果がある。しかし、0.6%を超える過剰なMoの添加はHAZ韌性及び現地溶接性を劣化させ、さらにフェライトを分散して生成させるのが困難になるので、その上限を0.6%とした。

Crは母材及び溶接部の強度を増加させるため、0.1%以上添加することが好ましいが、1%超を添加するとHAZ韌性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCr量の上限は1%とした。

Cuは母材、溶接部の強度を増加させるため、0.1%以上添加することが好ましいが、1%よりも多く添加するとHAZ韌性や現地溶接性を著しく劣化させる。このためCu量の上限は1%とした。

。

VはNbとほぼ同様の効果を有するが、その効果はNbに比較して弱い。また、溶接部の軟化を抑制する効果も有する。上限としてHAZ靭性、現地溶接性の点から0.3%まで許容できるが、特に0.03~0.08%の添加が好ましい。

Bは、極微量の添加により鋼の焼入れ性を高める元素であるが、この効果はB量が0.0003%未満では不十分であるため、B量の下限を0.0003%とした。一方、Bを0.003%よりも過剰に添加すると、 $Fe_{23}(C, B)_6$ 等の脆性粒子の形成を促進し、低温靭性を劣化させてるので、B量の上限を0.003%とした。

Ca及びREMは硫化物(MnS)の形態を制御し、低温靭性を向上させる。この効果を得るにはCaを0.001%以上、REMを0.002%以上とすることが好ましい。Ca量が0.01%、REMが0.02%を越えて添加するとCaO-CaS又はREM-CaSが大量に生成して大型クラスター、大型介在物となり、鋼の清浄度を害するだけでなく、現地溶接性にも悪影響を及ぼす。このためCa及びREMの添加量の上限を、それぞれ0.01%及び0.02%に制限した。なお超高強度ラインパイプでは、S量及びO量をそれぞれ0.001%及び0.002%以下に低減し、かつ $ESSP = (Ca) [1 - 124(O)] / 1.25S \leq 0.5 \leq ESSP \leq 10.0$ とすることが特に有効である。

Mgは微細分散した酸化物を形成し、溶接熱影響部の粒粗大化を抑制して低温靭性を向上させるため、0.0001%以上添加することが好ましい。しかし、0.006%超を添加すると粗大酸化物を生成し、靭性を劣化させるため、0.006%を上限とした。

次に製造方法について説明する。

まず、圧延加熱前にオーステナイト域に再加熱するが、Nbが固溶する温度に昇温する必要がある。この再加熱は、Nbが固溶し、

さらに結晶粒が粗大化しない $1050^{\circ}\text{C} \sim 1250^{\circ}\text{C}$ が好ましい範囲である。

再加熱後、再結晶温度域で粗圧延を行い、引き続き 900°C 以下の未再結晶温度域で仕上げ圧延を行う。これは、ラインパイプに基本的に必要な低温韌性を高めるためである。なお、仕上げ圧延の終了温度が Ar_3 点未満では、冷却後、上部ベイナイト等の低温変態生成相を含み、且つ C や N b が固溶して存在する組織を得られないため、 Ar_3 点を仕上げ圧延の終了温度の下限とする。仕上げ圧延の累積圧下率は 50% 以上とする。これは、ラインパイプに必要な低温韌性を確保するためである。仕上げ圧延の累積圧下率の上限は、再結晶圧延終了時の厚みと製品板厚の比で決まる。

仕上げ圧延後、 Ar_3 点以上の温度から 300°C 以下まで冷却する。これは、上部ベイナイト等の低温変態生成相を含み、且つ C や N b が固溶して存在する組織を得るためである。冷却終了温度の下限は、特性上からは特に制限がないが、通常、 $50 \sim 150^{\circ}\text{C}$ の範囲である。 Ar_3 点以上の温度から 300°C 以下まで冷却する際の冷却速度は、 $5 \sim 40^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ とする。これは、上部ベイナイト等の低温変態生成相を含み、且つ C や N b が固溶して存在する組織を得るためにある。

このようにして製造した鋼板を、そのまま順に C 成形、U 成形、O 成形によって筒状に成形し、突合せ部を接合する。溶接はその後、真円度を高めるために拡管を行う。

圧潰強度を高めるには、少なくとも外表面側から肉厚中心までの範囲を $80 \sim 550^{\circ}\text{C}$ に加熱することが必要である。加熱温度は 80°C 未満では、本発明鋼であってもバウシンガー効果により低下した圧縮強度の回復は殆ど起きない。一方、 550°C を超える高温に加熱すると軟化が起こるために、却って圧縮降伏強度が低下する。

従って、加熱温度は、80～550°Cの範囲とするが、80～250°Cの範囲でも効果が大きく、特に80～150°C未満の低温でも効果が認められた。内表面側については、この温度域での加熱では変化が殆どないので、加熱しなくても良い。

加熱温度での保持時間は、高温では熱処理温度に到達後、直ちに冷却しても良く、低温では600秒以下保持しても良い。好ましい範囲は、60～1800秒である。

また、誘導加熱によって外表面を加熱する方法が効果的であるが、誘導加熱以外にも油槽、あるいはソルトバスによっても可能である。

このようにして製造したUOE鋼管の圧潰強度は、熱間圧延後の厚板の圧縮強度から計算される圧潰強度と同等以上であることが必要である。UOE工程により造管した鋼管の圧潰強度a [MPa]と、少なくとも外表面から肉厚中心までの範囲を80～550°Cに加熱した後の鋼管の圧潰強度b [MPa]との比b/aが、1.10以上であることは、熱間圧延後の厚板の圧縮強度から計算される圧潰強度と同等以上になることを意味するものである。図12に鋼管の外面と内面における圧縮／引張降伏比の差を示した。

防食のために鋼管外面に塗覆装を行っても良い。海底ラインパイプでは主にプラスティックコーティングを行うが、密着強度を上げるために150～250°C程度の温度で実施する必要がある。このコーティングの際に加熱されてもバウシンガー効果が回復するため、極めて効率が良い。

実施例

(実施例1)

材質がX-65、X80及びX100であり、外径及び肉厚が、

それぞれ 660～711 mm 及び 25～38 mm の範囲である UOE 鋼管を図 1 に示す方法により製造した。これに、表 1 に示した条件で熱処理を施した。なお、鋼管の外表面及び内表面の温度は熱電対によって測定した。これらの鋼管の圧潰強度を単軸圧潰試験によって測定した。単軸圧潰試験は、長さ 5 m の鋼管を圧潰試験体とし、圧力容器内に設置して鋼管に軸力が発生しないように水圧を負荷して行った。外面として外表面より 1/4 全厚部、内面として内表面より 1/4 全厚部について圧縮と引張の降伏応力を測定し、これらの比を調べた。このときの圧縮降伏応力を測定した試験片は直径 6 mm、長さ 15 mm の円柱であり、引張降伏応力を測定した試験片はこれに合わせて直径 6 mm、長さ 15 mm の円柱の平行部を持つ引張試験片とした。結果を表 1 および図 8 に示す。製造 No. 1～6 及び 9～12 は誘導加熱による熱処理であり、製造 No. 7 及び 8 は雰囲気加熱と強制冷却を併用した熱処理である。熱処理時間は、加熱温度が 400 °C 以上では、温度上昇が急峻であるため、外面温度については当該温度を上回った時間を意味し、内表面温度については当該温度を最高温度に -10 °C までの温度範囲にあった時間を意味する。

製造 No. 13、15、17 及び 18 は熱処理を施していないため、それぞれ、同サイズかつ同材質で本発明の範囲内の製造 No. 1～3、4～8、9 及び 10 よりも圧潰強度が大幅に低下している。また、製造 No. 14 は、内表面の熱処理条件が本発明の範囲外であるため、外表面が同じ温度に加熱された本発明の範囲内である製造 No. 1 より明らかに圧潰強度が低下していることがわかった。

また、製造 No. 16 は外表面及び内表面の熱処理条件が本発明の範囲外であるため、外表面が同じ温度にまで加熱された本発明の範

囲内の製造N○. 6より圧潰強度が明らかに低下している。製造N○. 11は、材質がX-100のUOE鋼管に本発明の範囲内の熱処理を施したもので、圧潰試験の結果、高い圧潰強度が得られた。

図8は圧縮と引張の降伏応力の比を外面と内面で比較したものである。図中本発明-1の凡例の□はどの例かを個別にしていないが、表1の本発明のデータであり、同様に凡例の▲は比較例のデータである。比較例では圧縮／引張降伏比が外面で90%に達しなかったものや、内面で100%未満に下がってしまったものが見られた。しかし、本発明では圧縮／引張降伏比が外面で90%～100%の範囲に入り、内面では110%以上となっている。このことに対応して、これら本発明では類似した製造条件で得られた比較例のものに比べて圧潰強度が8～50%程度高くなっている。

[表1]

製造 No.	外径 (mm)	肉厚 (mm)	材質	熱処理				圧縮／引張降伏比 外面 (%) 内面 (%)	圧潰強度 (MPa)
				外表面 温度 (°C)	時間 (秒)	内表面 温度 (°C)	時間 (秒)		
1	660	25	X-65	550	2	330	8	96	125 24.7
2				500	5	300	15	92	128 23.9
3				400	20	300	30	90	110 23.0
4	660	38	X-65	530	5	300	20	98	112 51.8
5				480	3	280	50	92	112 49.1
6				420	12	290	40	91	111 51.5
7				300	240	250	140	90	112 49.3
8				200	3500	150	3500	94	116 49.1
9	660	32	X-80	500	10	305	23	98	111 39.1
10				420	10	260	60	92	112 39.3
11	660	32	X-100	450	5	330	10	93	117 43.1
12	711	35	X-65	430	10	300	20	95	123 37.7
13	660	25	X-65		な し			76	134 19.6
14				550	180	540	160	100	103 22.5
15	660	38	X-65		な し			74	124 37.2
16				420	1800	410	1600	99	99 47.0
17	660	32	X-80		な し			80	123 28.7
18	711	35	X-65		な し			82	115 30.3

(註) 下線は本発明の範囲外の条件

(実施例 2)

材質がX-65及びX80であり、外径及び肉厚が、それぞれ60～711mm及び25～38mmの範囲であるUOE鋼管を、表2に示した外径／肉厚比、アプセット率及び拡管率で製造した。この鋼管から直径6mm、長さ15mmの円柱で、周方向を長手とした圧縮試験片を外表面よりの1/4全厚部から切り出して圧縮降伏強度を測定し、圧縮降伏強度維持率として示した。これらの鋼管について長さ5mの鋼管を圧潰試験体とし、圧力容器内に設置して鋼管に軸力が発生しないように水圧を負荷する単軸圧潰試験を行い、圧潰強度を測定した。外面として外表面より1/4全厚部、内面として内表面より1/4全厚部について圧縮と引張の降伏応力を測定し、これらの比を調べた。このときの圧縮降伏応力を測定した試験片は直径6mm、長さ15mmの円柱であり、引張降伏応力を測定した試験片はこれに合わせて直径6mm、長さ15mmの円柱の平行部を持つ引張試験片とした。結果を表2および図11に示す。

製造No. 1～4は、アプセット率と拡管率の比が本発明の範囲内にあり、材質及び外径／肉厚比が同一で α/β 比が0.35に満たない製造No. 14～17よりも圧縮降伏強度維持率が大きい。また、製造No. 1、2及び14の鋼管に対して圧潰試験を行ったところ、本発明の範囲内である製造No. 1及び2の圧潰強度は本発明の範囲外の製造No. 14よりも高く、本発明の効果が実証できた。また、製造No. 5は、材質及び外径／肉厚比が同一で α/β 比が0.35に満たない製造No. 18よりも板材降伏強度に対する鋼管圧縮降伏強度比が大きい。

図11は圧縮と引張の降伏応力の比を外面と内面で比較したものである。図中本発明-2の凡例の□はどの例かを個別にしていないが、表2の本発明のデータであり、同様に凡例の▲は比較例のデー

タである。比較例では圧縮／引張降伏比が内面で 105 %以上になつても外で 90 %に達しなかつたものが多く見られた。しかし、本発明では圧縮／引張降伏比が外で 90 %～100 %の範囲に入り、内面では 110 %以上となっている。このことに対応して、これら本発明では類似した製造条件で得られた比較例のものに比べて圧潰強度が 7～20 %程度高くなっている。

[表2]

製造 No.	外径／肉厚	鋼種	アプセット率 α (%)	拡管率 β (%)	α / β	板降伏強度に 対する比(%)		鋼管の圧縮／引張降伏比	圧潰強度 (MPa)
						外面(%)	内面(%)		
1	18.7	X-65	0.4	1	0.40	88	92	139	42.9
2	18.7	X-65	0.5	1	0.50	92	94	136	42.7
3	18.7	X-65	0.5	1.4	0.36	88.8	93	130	41.0
4	18.7	X-65	0.3	0.8	0.38	89	90	119	41.5
5	26	X-80	0.5	0.8	0.63	93	97	110	24.7
14	18.7	X-65	0.1	<u>1</u>	<u>0.10</u>	72	76	119	35.7
15	18.7	X-65	0.11	<u>0.85</u>	<u>0.13</u>	74	80	123	36.5
16	18.7	X-65	0.2	<u>1.5</u>	<u>0.13</u>	74.6	83	131	35.7
17	18.7	X-65	0.25	<u>1.2</u>	<u>0.21</u>	81	85	133	36.8
18	26	X-80	0.15	<u>1</u>	<u>0.15</u>	80	82	93	22.9

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

(実施例 3)

表 3 に示す化学成分を含有する鋼を転炉溶製して連続铸造鋼片とし、表 4 に示した条件で熱間圧延した。仕上げ圧延の終了温度はいずれも A_{r3} 点以上であった。これらの鋼板をそのまま順に C 成形、U 成形、O 成形し、厚鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管する UOE 工程で、表 4 に示した製造条件、外径及び肉厚の鋼管にした。これらの鋼管に高周波での移動過熱方式による加熱を施した。鋼管の外表面及び内表面の温度を熱電対によって測定した。肉厚中心の温度は外表面温度と内表面温度の平均値として計算した。表 4 に示した加熱温度は最外表面の温度であり、実質的な加熱時間は 180 秒程度であった。内表面の温度は特に制御しなかったが、外表面温度より 30 °C 程度低かった。従って、肉厚中心の温度は外表面温度より約 15 °C 低くなっている。

このようにして製造した鋼管を 5 m に切断し、圧力容器内に鋼管を設置して、鋼管に軸力が発生しないように水圧を負荷する単軸圧潰試験を行った。水圧を負荷して、急に水圧が低下し始めた圧力を圧潰強度とした。これらの鋼管の造管までの圧潰強度 a [MPa]、加熱処理後の圧潰強度 b [MPa] 及び両者の比 b/a を表 4 に示した。また、外面として外表面より 1/4 全厚部、内面として内表面より 1/4 全厚部について圧縮と引張の降伏応力を測定し、これらの比を調べた。このときの圧縮降伏応力を測定した試験片は直径 6 mm、長さ 15 mm の円柱であり、引張降伏応力を測定した試験片はこれに合わせて直径 6 mm、長さ 15 mm の円柱の平行部を持つ引張試験片とした。この結果も表 4 に挿入し、図 12 に示した。

本発明法の実施例 1 ~ 9 では、加熱により圧潰強度が 18 ~ 29 % 上昇し、高圧潰強度の鋼管が得られている。特に、150 °C 未満の低温に加熱しても圧潰強度が向上し、150 °C 以上でも実施例 2

と 1 1 の比較からわかるように本発明の製造法で製造した鋼の方が圧潰強度の上昇が大きい。実施例 1 0 、 1 2 では、冷却停止温度が高いため、 1 4 0 °C の加熱では圧潰強度が向上せず、低い圧潰強度である。実施例 1 1 は 3 0 0 °C と加熱温度が高いが、冷却停止温度が高いため、圧潰強度が向上しない。実施例 1 4 は Nb-Ti を含有せず化学成分が本発明外であるため、圧潰強度が向上しない。

図 1 2 は圧縮と引張の降伏応力の比を外面と内面で比較したものである。図中本発明 - 3 の凡例の口はどの例かを個別にしていないが、表 4 の本発明のデータであり、同様に凡例の ▲ は比較例のデータである。比較例では圧縮／引張降伏比が内面で 1 0 5 % 以上になっていても外面で 9 0 % に達しなかったものが多く見られた。しかし、本発明では圧縮／引張降伏比が外面で 9 0 % ~ 1 0 0 % の範囲に入り、内面では 1 0 5 % 以上となっている。このことに対応して、圧潰強度に関して、これら類似した製造条件で得られた比較例では 3 % 程度の向上しかみられないが、本発明では 1 8 ~ 2 9 % の向上が見られた。

〔表3〕

No.	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Al	N	Ni	Mo	Cr	Cu	V	その他	Ar ₃ 点/°C	C _{eq}
A	0.06	0.18	1.96	0.006	0.001	0.038	0.014	0.015	0.0028	—	0.18	—	—	—	—	710	0.423
B	0.08	0.22	1.85	0.007	0.002	0.042	0.015	0.026	0.0031	—	0.12	—	—	—	Mg:0.0013	700	0.412
C	0.04	0.15	1.44	0.008	0.002	0.045	0.016	0.003	0.0025	0.4	—	0.48	0.17	—	—	720	0.414
D	0.08	0.12	1.87	0.005	0.001	0.034	0.015	0.024	0.0032	—	—	—	—	0.04	Ca:0.0024	730	0.400
E	0.06	0.26	1.61	0.013	0.003	0.045	0.014	0.018	0.0034	0.3	0.11	—	0.5	—	REM:0.0035	740	0.404
F	0.05	0.33	1.92	0.015	0.002	0.044	0.016	0.022	0.0029	—	0.25	—	—	0.04	—	750	0.428
G	0.07	0.27	1.89	0.008	0.002	0.003	0.004	0.014	0.0035	—	0.21	—	—	—	—	710	0.427

表中のーは検出限界以下。下線は本発明の範囲外。

Ar₃点は15~20mm厚鋼板の空冷相当での変態温度

$$C_{eq} = C + Mn/6 + (Ni + Cu)/15 + (Cr + Mo + V)/5$$

[表 4]

鋼 No.	再加熱 温度 °C	未再結晶域 累積圧下率 %	冷却速度 °C./s	冷却停止 温度 °C	製造条件			内面 (%)	外面 (%)	加熱 温度 °C	加熱前 圧潰強度 a MPa	加熱後 圧潰強度 b MPa	b/a
					外径 mm	肉厚 mm	グレード						
1 A	1150	80	30	250	660	25	X80	140°C	94	128	24.4	30.3	1.24
2 A	1150	80	30	250	660	25	X80	300°C	97	105	24.4	31.5	1.29
3 A	1150	70	15	100	660	38	X70	100°C	92	109	45.6	53.8	1.18
4 B	1150	80	20	150	660	32	X65	140°C	91	130	32.4	39.9	1.23
5 C	1150	80	20	150	660	32	X65	140°C	96	111	31.8	40.4	1.27
6 C	1150	80	20	150	660	32	X65	450°C	98	105	31.8	40.1	1.26
7 D	1150	80	20	150	660	32	X65	140°C	94	112	32.9	40.5	1.23
8 E	1150	80	20	150	660	32	X70	140°C	90	133	32.7	41.2	1.26
9 F	1150	80	30	150	660	25	X100	140°C	98	111	26.0	32.0	1.23
10 A	1150	70	15	500	660	38	X65	140°C	78	124	42.6	42.6	1.00
11 A	1150	70	15	500	660	38	X65	300°C	測定せず	測定せず	42.5	43.4	1.02
12 F	1150	80	30	500	660	25	X100	140°C	74	111	25.1	25.1	1.00
13 G	1150	80	20	150	660	32	X65	140°C	79	123	31.8	32.1	1.01
14 G	1150	80	20	150	660	32	X65	300°C	測定せず	測定せず	31.8	32.8	1.03

表中の下線は本発明の範囲外。

産業上の利用可能性

以上述べたように本発明によれば、鋼管の外表面及び内表面に異なった加熱履歴を与えることで、UOE方式で製造した鋼管に、より高い圧潰抵抗を付与することが可能であり、圧潰強度に優れたUOE鋼管を低コストで提供できる。

また、本発明によれば、UOE方式で製造した鋼管のO成形時のアプセット率と拡管時の拡管率の比を特定することにより高い圧潰抵抗を付与することが可能であり、圧潰強度に優れたUOE鋼管を低コストで提供でき、さらに、鋼管の外表面および内表面に異なった加熱履歴を与えることで、UOE工程で製造した鋼管に、より高い圧潰強度を付与することが可能であり、圧潰強度に優れたUOE鋼管を低コストで提供できる。これは、深海のような高い圧潰強度が要求される環境においても天然ガス、原油等の輸送用ラインパイプ等に使用することができるものである。

請 求 の 範 囲

1. 鋼板を順に C成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管して製造される UOE鋼管において、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で 1.05 以上で、板厚中心から外表面で 0.9 以上 1.0 以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE鋼管。

2. 鋼板を順に C成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管して製造される UOE鋼管において、UOE鋼管に製管後、該鋼管の外表面の加熱温度 T_1 および外表面の加熱時間 t_1 が下記(1)式を満足し、かつ前記鋼管の内表面の加熱温度 T_2 と内表面の加熱時間 t_2 が下記(2)式を満足するように熱処理を施すことにより、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で 1.05 以上で、板厚中心から外表面で 0.9 以上 1.0 以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE鋼管。

$$T_1 - 503 \geq -37.6 \times I n t_1 \quad \dots \quad (1) \text{ 式}$$

$$T_2 - 407 \geq -31.3 \times I n t_2 \quad \dots \quad (2) \text{ 式}$$

ただし、 T_1 ：鋼管外表面の加熱温度 (°C)、 t_1 ：鋼管外表面の
加熱時間 (s)、

T_2 ：鋼管内表面の加熱温度 (°C)、 t_2 ：鋼管内表面の
加熱時間 (s)

3. 鋼板を順に C成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管して製造される UOE鋼管の製造方法において、前記 O成形時のアップセット率 α と拡管時の拡管率 β との比を $\alpha / \beta \geq 0.35$ とし、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で 1.05 以上で、板厚中心から外表面で 0.9 以上 1.0 以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE鋼管。

4. 質量%で、C : 0.03~0.15%、Si : 0.8%以下、Mn : 0.3~2.5%、P : 0.03%以下、S : 0.01%以下、Nb : 0.01~0.3%、Ti : 0.005~0.03%、Al : 0.1%以下、N : 0.001~0.01%を含有し、残部Feおよび不可避的不純物からなり、円周方向の降伏強度の圧縮と引張との比が、内表面近傍で1.05以上で、板厚中心から外表面で0.9以上1.0以下であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

5. さらに、質量%で、Ni : 1%以下、Mo : 0.6%以下、Cr : 1%以下、Cu : 1%以下、V : 0.3%以下、B : 0.0003~0.003%、Ca : 0.01%以下、REM : 0.02%以下、Mg : 0.006%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項4に記載の耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

6. 鋼板を順にC成形、U成形、O成形し、鋼板の端部同士をシーム溶接後、拡管するUOE鋼管の製造方法において、UOE鋼管に製管後、該鋼管の外表面の加熱温度 T_1 および外表面の加熱時間 t_1 が下記(1)式を満足し、かつ前記鋼管の内表面の加熱温度 T_2 と内表面の加熱時間 t_2 が下記(2)式を満足するように熱処理を施すことを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

$$T_1 - 503 \geq -37.6 \times \ln t_1 \quad \dots \quad (1) \text{式}$$

$$T_2 - 407 \geq -31.3 \times \ln t_2 \quad \dots \quad (2) \text{式}$$

ただし、 T_1 : 鋼管外表面の加熱温度(°C)、 t_1 : 鋼管外表面の加熱時間(s)、

T_2 : 鋼管内表面の加熱温度(°C)、 t_2 : 鋼管内表面の加熱時間(s)

7. 請求項 6 の UOE 鋼管の製造方法において、前記熱処理が誘導加熱で行われることを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE 鋼管の製造方法。

8. 請求項 7 の UOE 鋼管の製造方法において、前記熱処理中または熱処理後の冷却中に塗覆装を行うことを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE 鋼管の製造方法。

9. 鋼板を順に C 成形、 U 成形、 O 成形し、 鋼板の端部同士をシーム溶接後、 拡管して製造される UOE 鋼管の製造方法において、 前記 O 成形時のアップセット率 α と拡管時の拡管率 β との比を $\alpha / \beta \geq 0.35$ とすることを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE 鋼管の製造方法。

10. 質量 % で、 C : 0.03 ~ 0.15 %, Si : 0.8 % 以下、 Mn : 0.3 ~ 2.5 %, P : 0.03 % 以下、 S : 0.01 % 以下、 Nb : 0.01 ~ 0.3 %, Ti : 0.005 ~ 0.03 %, Al : 0.1 % 以下、 N : 0.001 ~ 0.01 % を含有し、 残部 Fe および不可避的不純物からなる鋼片をオーステナイト域の温度に加熱後、 再結晶域の温度で粗圧延を行い、 引続き 900 °C 以下の未再結晶温度域で累積圧下率 50 % 以上の仕上げ圧延を行い、 Ar₃ 点以上の温度から 5 ~ 40 °C / s の冷却速度で 300 °C 以下まで冷却して製造した厚鋼板を、 そのまま順に C 成形、 U 成形、 O 成形し、 鋼板の端部同士をシーム溶接後、 拡管する UOE 工程により造管した鋼管の、 少なくとも外表面から肉厚中心までの範囲を 80 ~ 550 °C に加熱することを特徴とする耐圧潰強度に優れた UOE 鋼管の製造方法。

11. 請求項 10 記載の UOE 鋼管の製造方法において、 前記鋼片が、 更に、 質量 % で、 Ni : 1 % 以下、 Mo : 0.6 % 以下、 Cr : 1 % 以下、 Cu : 1 % 以下、 V : 0.3 % 以下、 B : 0.00

0.3～0.003%、Ca：0.01%以下、REM：0.02%以下、Mg：0.006%以下の1種または2種以上を含有することを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の製造方法。

12. 請求項4または5に記載のUOE鋼管において、前記UOE工程により造管した鋼管の圧潰強度a(MPa)と、前記鋼管の外表面から肉厚中心までの範囲を80～550°Cに加熱した後のUOE工程により造管した鋼管の圧潰強度b(MPa)との比が1.10以上であることを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管の。

13. 請求項4または5に記載のUOE鋼管において、前記熱処理中または熱処理後の冷却中に塗覆装を行ったことを特徴とする耐圧潰強度に優れたUOE鋼管。

Fig.1

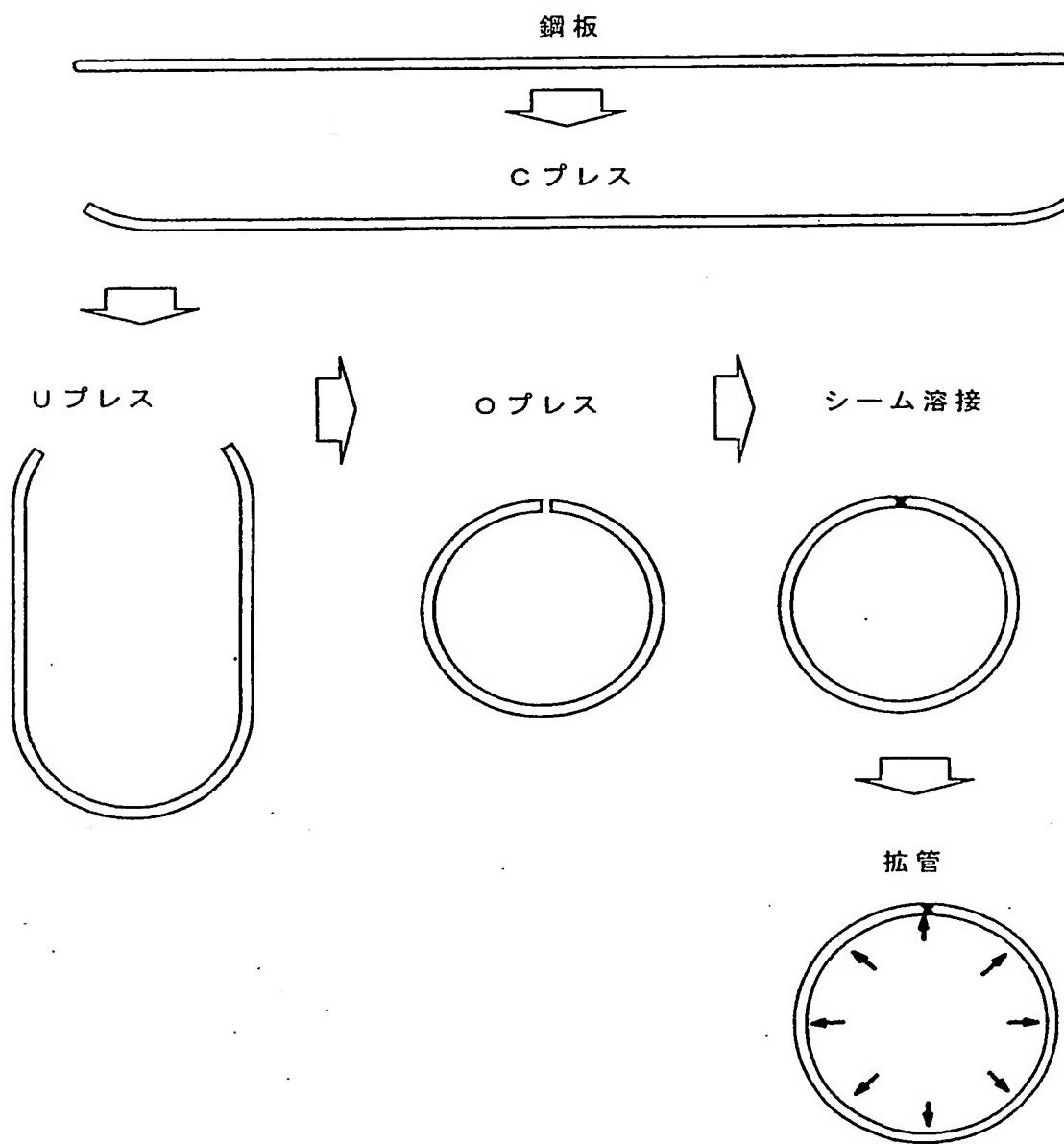


Fig.2

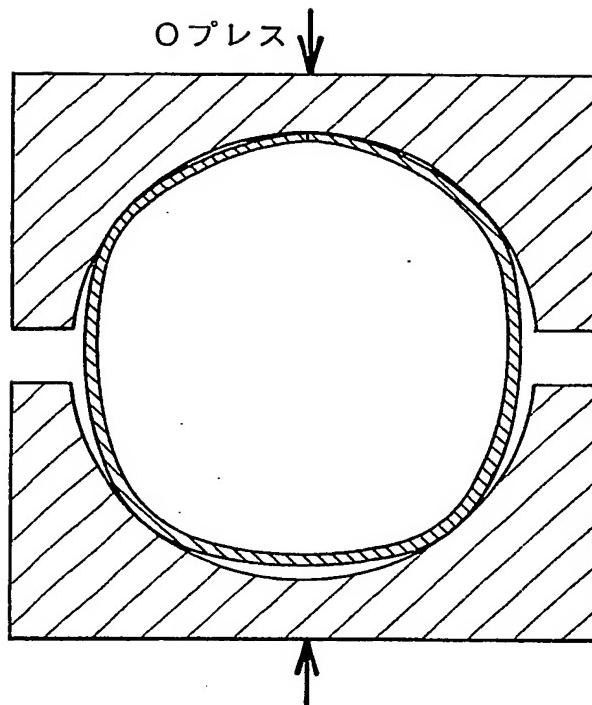


Fig.3

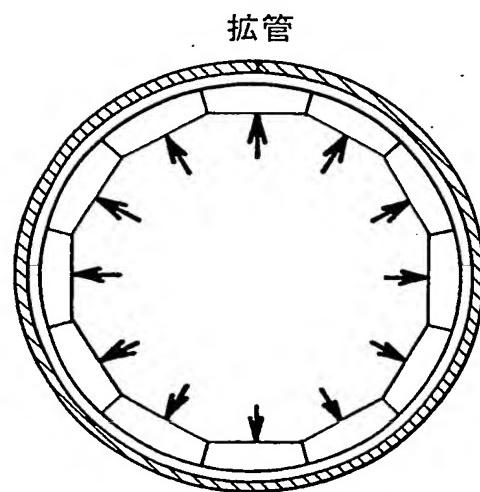


Fig.4

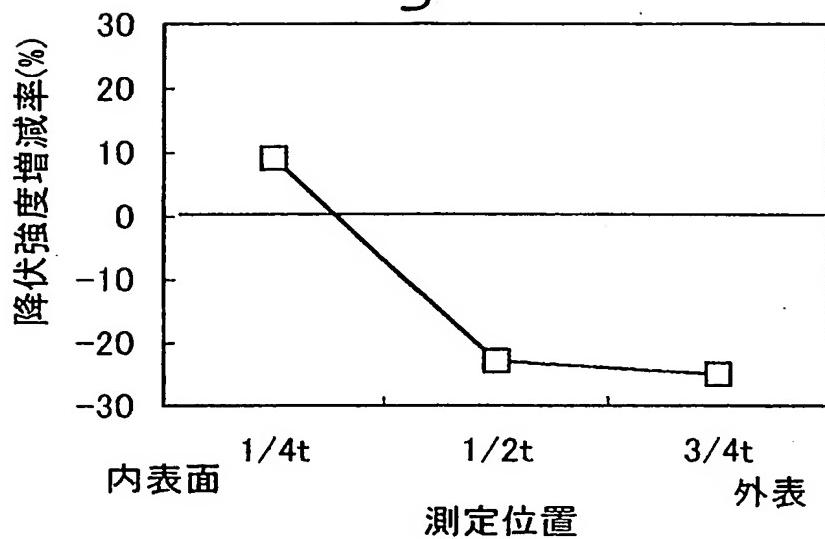


Fig.5

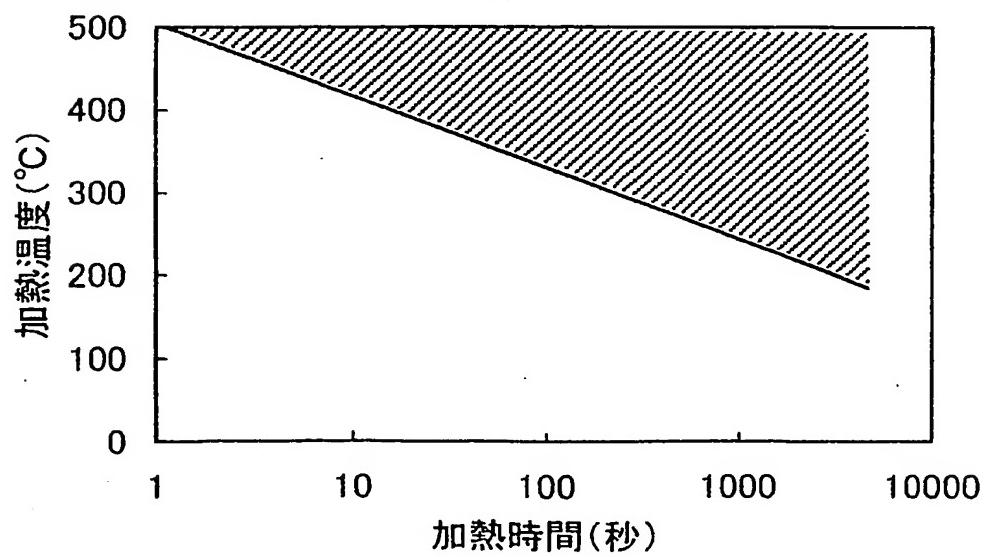


Fig.6

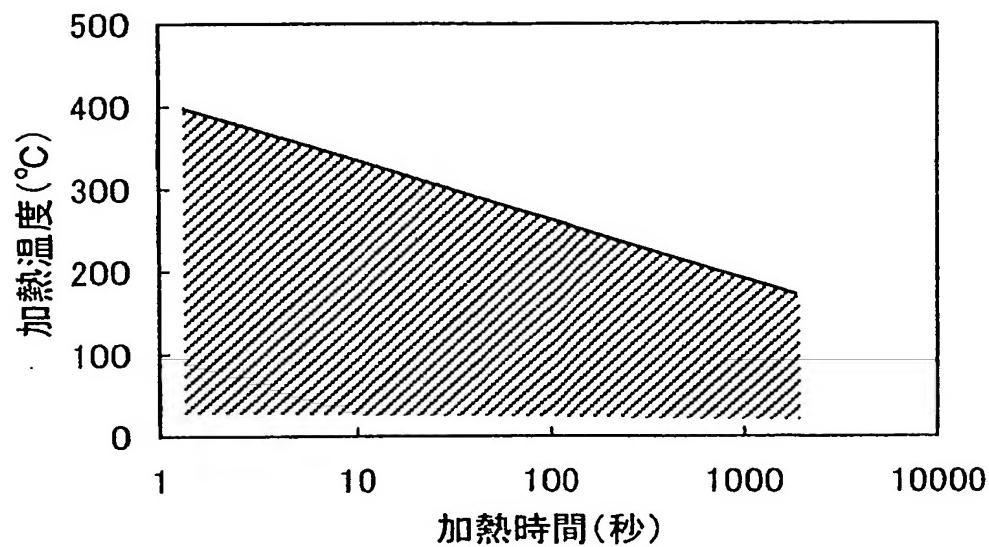


Fig.7

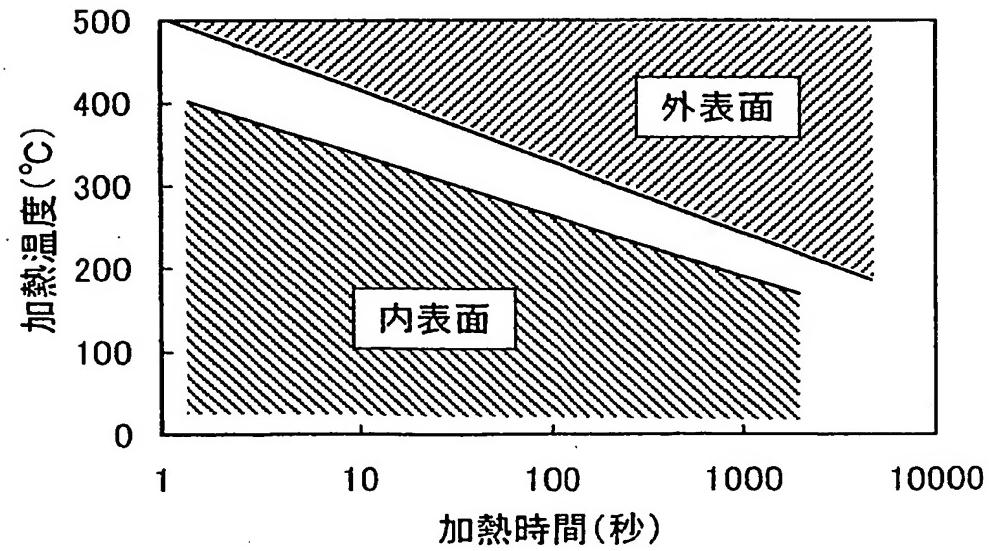


Fig.8

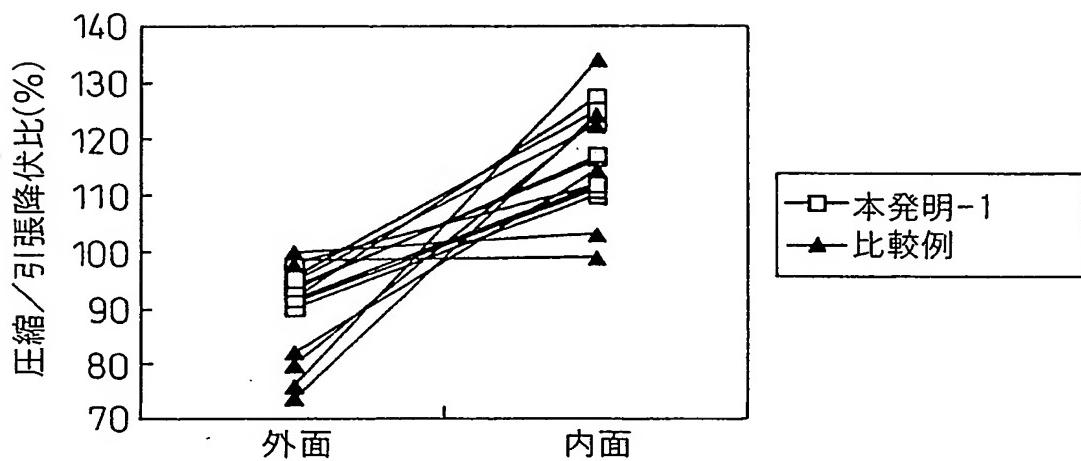


Fig.9

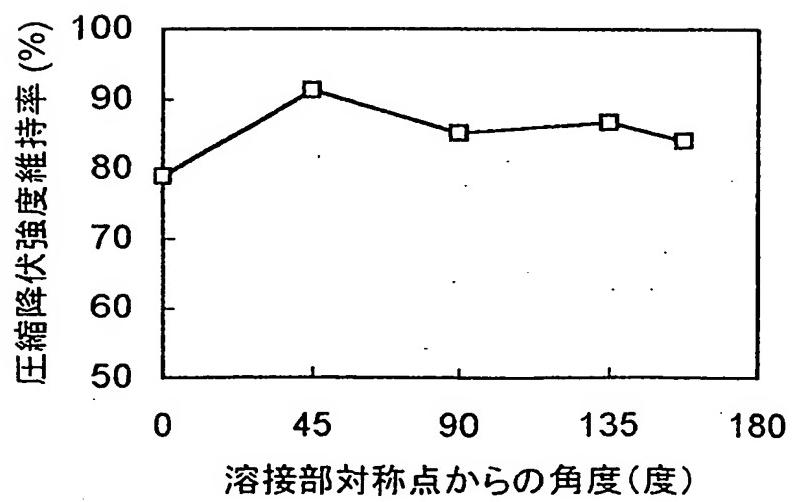


Fig.10

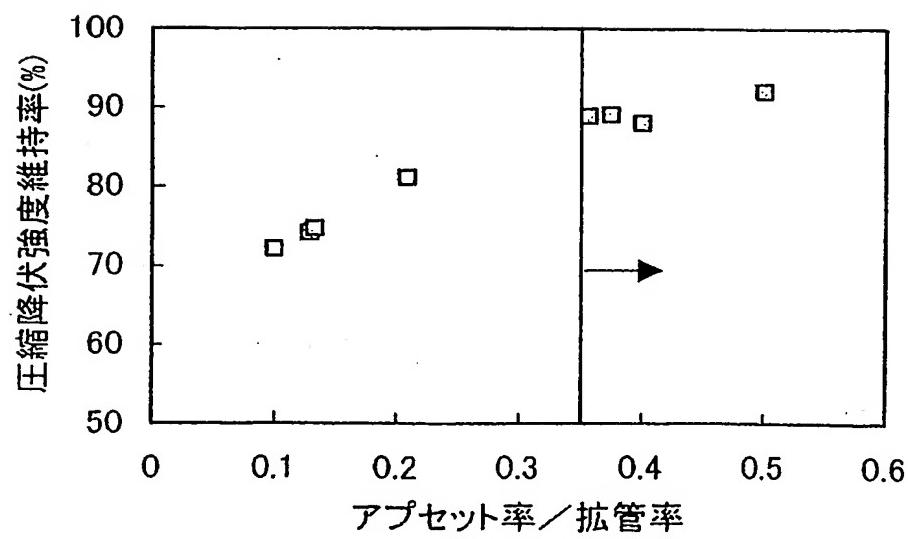


Fig.11

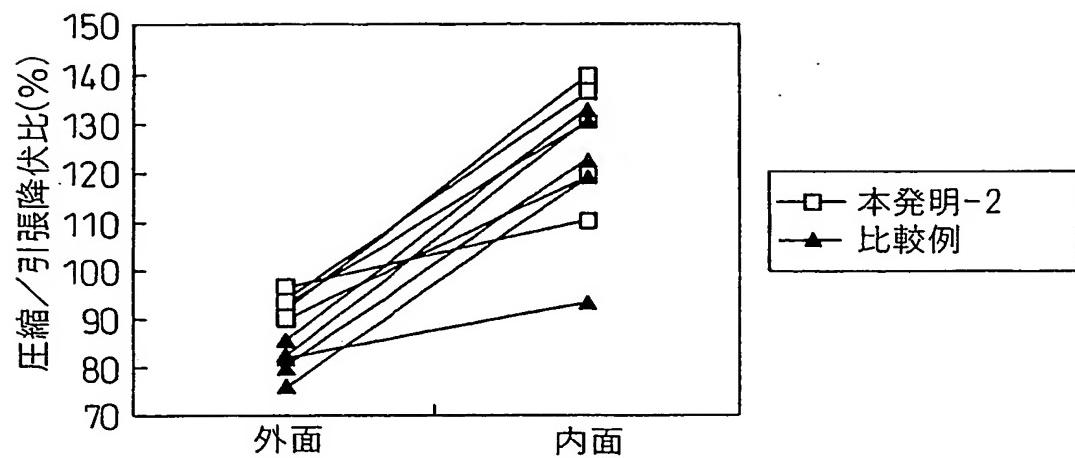


Fig.12

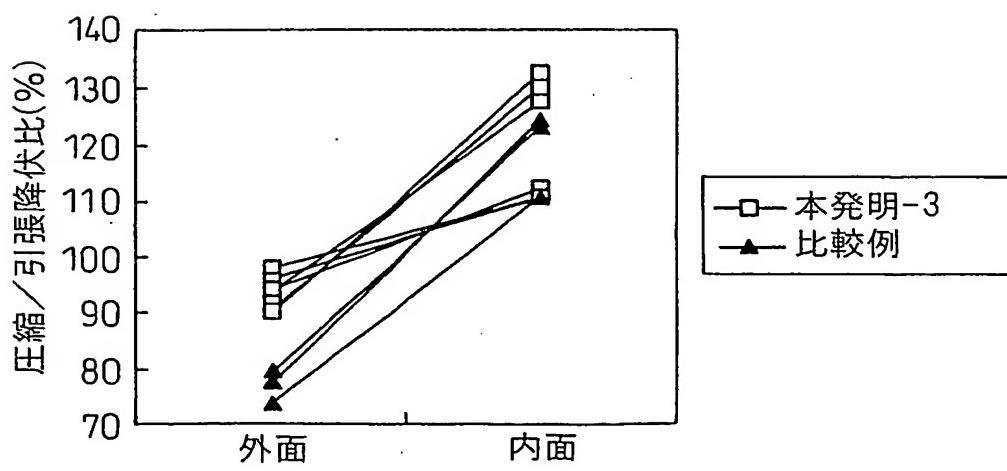


Fig.13

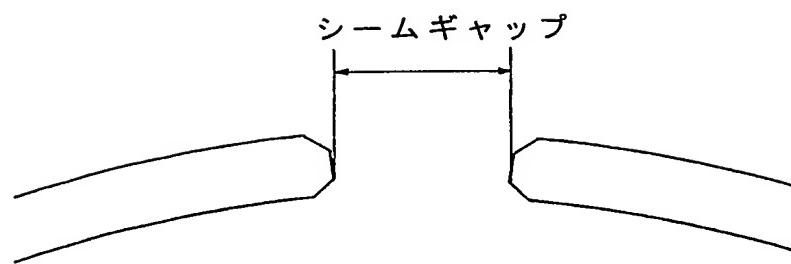


Fig.14

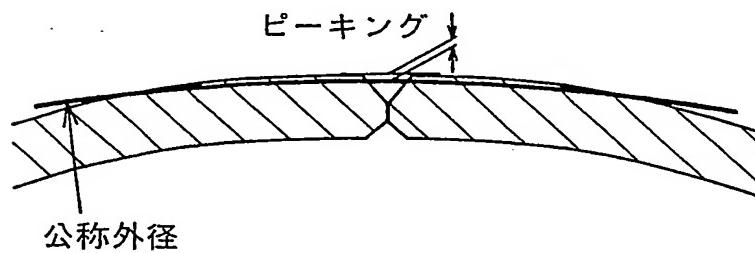


Fig.15

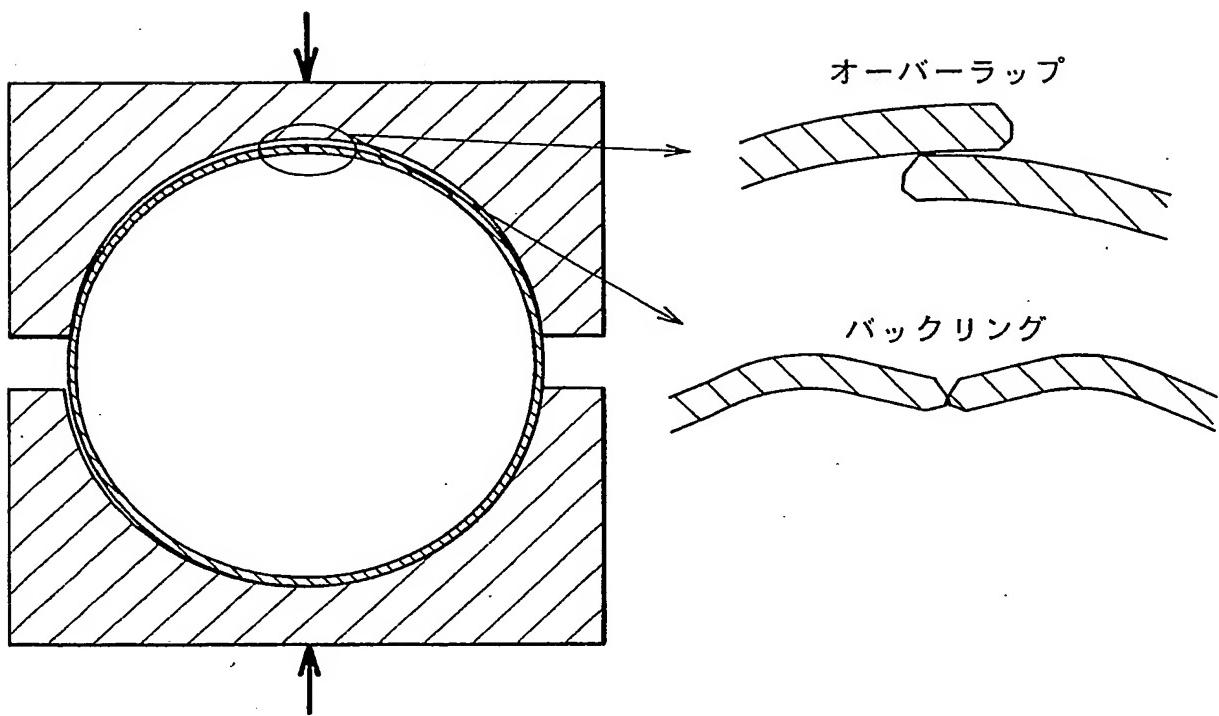
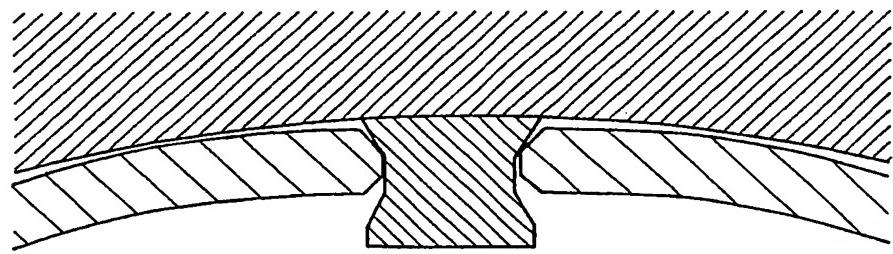


Fig.16



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP03/06486

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl⁷ B21C37/08, C22C38/00, 38/14, 38/58

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl⁷ B21C37/08, C22C38/00, 38/14, 38/58

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2003
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2003	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2003

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 10-176239 A (Kobe Steel, Ltd.), 30 June, 1998 (30.06.98), (Family: none)	1-13
A	JP 9-3545 A (Sumitomo Metal Industries, Ltd.), 07 January, 1997 (07.01.97), (Family: none)	1-13

 Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

"A"	Special categories of cited documents: document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"T"	later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"E"	earlier document but published on or after the international filing date	"X"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"L"	document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"Y"	document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"O"	document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	"&"	document member of the same patent family
"P"	document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed		

Date of the actual completion of the international search
21 August, 2003 (21.08.03)Date of mailing of the international search report
02 September, 2003 (02.09.03)Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類(国際特許分類(IPC))

Int.Cl' B21C37/08, C22C38/00, 38/14, 38/58

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料(国際特許分類(IPC))

Int.Cl' B21C37/08, C22C38/00, 38/14, 38/58

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1922-1996年
日本国公開実用新案公報	1971-2003年
日本国登録実用新案公報	1994-2003年
日本国実用新案登録公報	1996-2003年

国際調査で使用した電子データベース(データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	JP 10-176239 A (株式会社神戸製鋼所) 1998.06.30 (ファミリーなし)	1-13
A	JP 9-3545 A (住友金属工業株式会社) 1997.01.07 (ファミリーなし)	1-13

 C欄の続きにも文献が列挙されている。 パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

- 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
- 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
- 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献(理由を付す)
- 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
- 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
- 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
- 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
- 「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

21. 08. 03

国際調査報告の発送日

02.09.03

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官(権限のある職員)

國方 康伸



4 E 9442

電話番号 03-3581-1101 内線 3423